

**WEST** **Generate Collection**  **Print**

L13: Entry 15 of 20

File: JPAB

Feb 26, 1991

PUB-NO: JP403044423A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 03044423 A

TITLE: MANUFACTURE OF GALVANIZED HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WORKABILITY

PUBN-DATE: February 26, 1991

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

NOMURA, SHIGEKI

KUNISHIGE, KAZUTOSHI

INT-CL (IPC): C21D 9/46; C21D 8/02; C23C 2/28; C22C 38/00; C22C 38/06

## ABSTRACT:

PURPOSE: To stably manufacture the galvanized hot rolled steel sheet having excellent strength, galvanizing adhesion and workability such as spreading properties by regulating a hot rolled steel sheet having controlled conditions in cooling and coiling after hot-rolled as stock, reheating the stock to a specified temp. and thereafter passing it into a hot dip galvanizing bath.

CONSTITUTION: A slab contg., by weight 0.003 to 0.18% C, <1.2% Si, <2.0% Mn, <0.10% Sol.Al and <0.005% S or furthermore contg. one or more kinds among 0.01 to 0.10% Nb, V, Ti and Zr, 0.002 to 0.10% REM and 0.002 to 0.01% Ca is hot-rolled, and finish rolling is completed in the temp. area of the Ar<sub>3</sub> point or above. The slab is rapidly cooled at &ge;10°C/sec cooling rate and is coiled in the temp. area of &le;500°C. The hot rolled steel sheet is reheated to the ( $\alpha$ + $\gamma$ ) two phase area and is thereafter subjected to hot dip galvanizing through a hot dip galvanizing bath. The structure of the steel sheet is transferred into a two phase structure one of extremely fine-pulverized ferrite and pearlite or cementite, by which the hot dip galvanized hot rolled steel sheet having excellent workability such as spreading properties can stably be manufactured at a low cost.

COPYRIGHT: (C)1991,JPO&amp;Japio

## ⑫ 公開特許公報 (A) 平3-44423

⑬ Int. Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	⑭ 公開 平成3年(1991)2月26日
C 21 D 9/46 B/02	J	8015-4K	
C 23 C 2/28	A	7139-4K	
// C 22 C 38/00 38/06	301 T	7139-4K 7047-4K	

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 加工性に優れた亜鉛メッキ熱延鋼板の製造法

⑯ 特 願 平1-179692

⑰ 出 願 平1(1989)7月12日

⑱ 発明者 野村 茂樹 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑲ 発明者 国重 和俊 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑳ 出願人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

㉑ 代理人 弁理士 今井毅

## 明細書

## 1. 発明の名称

加工性に優れた亜鉛メッキ熱延鋼板の製造法

## 2. 特許請求の範囲

## (1) 重量割合にて

C : 0.003~0.18%, Si : 1.2%以下,  
 Mn : 2.0%以下, soL Al : 0.10%以下,  
 S : 0.005%以下

で、残部が実質的にFe及び不可避不純物から成る鋼片を熱間圧延して Ar<sub>3</sub>点以上の温度域で仕上圧延を終了し、続いて冷却速度：10°C/sec以上で急冷し500°C以下の温度域にて巻取った熱延鋼板を、溶融亜鉛浴に通す前に (α + γ) 二相域に再加熱してから溶融亜鉛メッキすることを特徴とする、母材鋼板がフェライト・パラライト又はフェライト・セメンタイト組織である加工性に優れた亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

## (2) 重量割合にて

C : 0.003~0.18%, Si : 1.2%以下,  
 Mn : 2.0%以下, soL Al : 0.10%以下,  
 S : 0.005%以下

で、かつ

Nb : 0.01~0.10%, V : 0.01~0.10%,  
 Ti : 0.01~0.10%, REM : 0.002~0.10%,  
 Ca : 0.002~0.01%, Zr : 0.01~0.10%

の1種以上を含み、残部が実質的にFe及び不可避不純物から成る鋼片を熱間圧延して Ar<sub>3</sub>点以上の温度域で仕上圧延を終了し、続いて冷却速度：10°C/sec以上で急冷し500°C以下の温度域にて巻取った熱延鋼板を、溶融亜鉛浴に通す前に (α + γ) 二相域に再加熱してから溶融亜鉛メッキすることを特徴とする、母材鋼板がフェライト・パラライト又はフェライト・セメンタイト組織である加工性に優れた亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

## (産業上の利用分野)

この発明は、加工性、中でも穴抜け特性が特に

優れた亜鉛メッキ鋼板の製造方法に関するものである。

(従来技術とその課題)

現在、連続熱間圧延によって製造されるところの所謂「熱延鋼板」は、比較的安い構造材料として自動車を始めとする各種の産業機械類に広く使用されているが、最近、例えば自動車足回りに使われる部材を中心に、亜鉛メッキを施して防錆性を強化した熱延鋼板の需要が増加する傾向を見せてきた。

ところで、このような「亜鉛メッキ熱延鋼板」は、通常、冷延鋼板の亜鉛メッキラインである連続焼純溶融亜鉛メッキラインをそのまま利用して生産がなされている。この場合、冷延鋼板を対象とするときとは異なって焼純のための加熱は不要であるが、それでも、溶融メッキの密着性確保と言う意味合いから溶融亜鉛浴を通して前に熱延鋼板を亜鉛の溶融温度(約460℃)以上に予熱することが必要とされていた。

しかし、一方で、熱延鋼板を上述のように予熱

すると「鋼板中のセメンタイトが溶けてフェライト中の固溶C(炭素)が増加する」と言う現象が起き、その結果として、得られる亜鉛メッキ熱延鋼板の加工性、特にその穴抜け性の劣化が目立つようになるとの問題が指摘されていた。

そこで、上記問題を回避すべく、亜鉛メッキ熱延鋼板を製造するに際してC含有量を極低域にまで低減した熱延鋼板を素材とする方法が提案された(例えば特公昭63-179024号参照)。しかしながら、素材鋼板のC量を制限するこの方法では、亜鉛メッキ熱延鋼板製品に十分な強度を確保することが難しい上に経済的に不利であり、従ってそれほど好ましい手段とは言い難かった。

このようなことから、本発明の目的は、母材の熱延鋼板以上の加工性(特に穴抜け性)を有する溶融亜鉛メッキ鋼板を、経済的な不利を伴うことなく安定して量産し得る手段を提供することに置かれた。

(課題を解決するための手段)

本発明者等は、上記目的を達成すべく、特に溶

融亜鉛メッキラインを有する種の熱処理ラインと見立てて数多くの亜鉛メッキ熱延鋼板製造実験を繰り返しながら研究を重ねた結果、「成分組成を適切に調整すると共に、熱間圧延後の冷却・巻取り条件を規制した熱延鋼板を素材とし、更に亜鉛浴に通す前の再加熱温度を特定の値に制御した上で溶融亜鉛メッキを施すと、十分な強度とメッキ密着性の確保は勿論、母材の穴抜け特性が著しく改善された亜鉛メッキ熱延鋼板が安定して実現されるようになる」ことを見出すべく至った。

即ち、亜鉛メッキラインではマルテンサイトが生じ難いようにMn含有量を規制した低Mn鋼を熱間圧延し、続いて特定温度以下の領域にまで急冷してフェライトとセメンタイトの微細化を図った熱延鋼板を用いると共に、亜鉛メッキラインでの溶融亜鉛メッキに先立って該熱延鋼板を $(\alpha + \gamma)$ 二相域まで加熱処理すると、粒界に存在していたセメンタイトがマトリックス中に溶けて粒内に細かく分散すると共に、この状態で再加熱時に生成したオーステナイトからフェライトが生成するため、

結果として非常に細粒化されたラエライトとバライド又はセメンタイトの組織が形成される。そして、これによって十分な加工性(穴抜け性)改善効果が得られると同時に、良好なメッキ密着性や強度も確保できるとの知見が得られたのである。

本発明は、上記知見等に基づいてなされたものであり、

C : 0.003~0.18% (以降、成分割合を表わす  
%は重量%とする),

Si : 1.2%以下, Mn : 2.0%以下,

sol. Al : 0.10%以下, S : 0.005%以下  
を含有するか、或いは更に

Nb : 0.01~0.10%, V : 0.01~0.10%,

Ti : 0.01~0.10%, REM : 0.002~0.10%,

Ca : 0.002~0.01%, Zr : 0.01~0.10%

の1種以上をも含み、残部が実質的にFe及び不可避不純物から成る鋼片を熱間圧延してAr<sub>3</sub>点以上の温度域で仕上圧延を終了し、続いて冷却速度：1.0℃/sec以上で急冷し500℃以下の温度域にて巻取った熱延鋼板を、溶融亜鉛浴に通す前に

( $\alpha + \tau$ )二相域に再加熱してから溶融亜鉛メッキすることにより、母材鋼板がフェライト・パラサイト又はフェライト・セメンタイト組織である加工性に優れた亜鉛メッキ鋼板を安定して製造し得るようとした点」  
を特徴としている。

なお、特公昭57-9831号公報には、強度特性の改善のために熱延鋼板を( $\alpha + \tau$ )二相域まで再加熱した後急冷してフェライト・マルテンサイトの組織とする方法が記載されているが、このような方法で製造された熱延鋼板はマルテンサイトが混入するため穴抜け性が著しく劣化し、本発明が目的とするような穴抜け性の優れた亜鉛メッキ熱延鋼板の製造に適用できるものではない。

また、特公昭56-108830号公報には、高Mn熱延鋼板をフェライトとマルテンサイトを含む複合組織するために二相温度域で箱焼純し、その後溶融亜鉛メッキを施すことから成る亜鉛メッキ鋼板の製造方法が開示されているが、この場合も製品亜鉛メッキ鋼板の母材組織にマルテンサ

イトを混入させており、このように母材組織にマルテンサイトが混入すると低降伏比が実現されはしても鋼板の穴抜け性が著しく劣化するため、やはり本発明が目的とする穴抜け性の優れた亜鉛メッキ熱延鋼板は実現できない。

以下、本発明において素材鋼の化学成分組成並びに処理条件を前記の如くに限定した理由を、その作用と共に詳細に説明する。

#### 〈作用〉

##### A) 化学成分組成

###### C

Cは鋼板の強度を確保する作用を有しているが、その含有量が0.003%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、0.18%を超えて含有させると溶接性の劣化を招くことから、C含有量は0.003~0.18%と定めた。

###### Si

Siは固溶強化を通して鋼板の強度と延性を向上させる好ましい成分である。しかし、1.2%を超えて含有させると溶接性の劣化を招くことから、

Si含有量は1.2%以下と定めた。

###### Mn

Mnは固溶強化を通して鋼板の強度と延性を向上させる好ましい元素である。しかし、2.0%を超えて含有させると溶接性の劣化を招く上、二相域加熱によって生成したオーステナイトが亜鉛浴を通した後も変態せず、最終製品中にマルテンサイトが存在することとなって穴抜け性劣化の原因になる。従って、Mn含有量は2.0%以下と定めた。

###### sol. Al

Alは鋼の脱酸剤として添加されるが、sol. Alとして0.10%を超えて含有させるとアルミニナ系介在物の量が多くなって加工性を劣化させる。従ってAlの添加量はsol. Al含有量で0.10%以下と定めた。

###### S

SはMnS系介在物を形成して加工性を低下させる不純物元素である。従って、前記弊害を極力回避するため、S含有量は0.005以下と定めた。

###### Nb, V, Ti, REM(希土類元素), Ca及びZr

これらの元素には、鋼板の強度又は加工性を改

善する作用があるので必要に応じて1種又は2種以上含有せしめられるが、各々の元素の含有量を限定した理由は次の通りである。

即ち、Nb, V及びTiにはC, Nと結合して炭窒化物として析出することにより鋼板を強化する作用がある。しかし、Nb, V及びTiの含有量が各々0.01%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、各々0.10%を超えて含有させても強度上昇効果が飽和してしまい経済的に不利となる。従って、これら各成分の含有量は各々0.01~0.10%と定めた。

また、REM, Ca, Zr, 及び希土類元素

これらの成分には、何れも介在物の形状を調整して鋼板の冷間加工性を改善する作用がある。しかし、その含有量がCaでは0.002%未満、Zrでは0.01%未満 そしてREMでは0.002%未満であると前記作用による所望の効果が得られず、一方、Caで0.01%、Zrで0.10% そしてREMで0.10%を超えてそれぞれ含有させた場合には、逆に鋼中の介在物が多くなり過ぎて冷間加工性の劣化を招

くようになることから、Ca含有量は0.002~0.01%、Zr含有量は0.01~0.10%、そしてREM含有量は0.002~0.10%とそれぞれ定めた。

なお、鋼中へ不可避的に混入する元素として知られるPは、固溶強化を通して鋼板の強度と延性を向上する作用を有しているが、他方で溶接性に悪影響を及ぼすことから、所望の溶接性を確保するためにはPの含有量を0.07%以下に抑えるのが好ましい。

#### B) 热延鋼板の製造条件

热間圧延に際しては、直送スラブを用いるかスラブを再加熱して用いるかは格別問題はないが、仕上圧延温度がAr<sub>3</sub>点未満であると変態して生成したフェライト粒に加工組織が混入してしまい、これは亜鉛メッキ前の再加熱処理によっても回復しないことから加工性の劣化につながる。従って、仕上圧延温度はAr<sub>3</sub>点以上と定めた。

また、热間圧延が終了した後は冷却速度：10°C/sec以上で急冷し500°C以下で巻取るが、これは次の理由による。即ち、热間圧延終了後の冷

却速度が10°C/sec未満であるとフェライトの細粒化が不十分となり、また巻取り温度が500°Cを超えると非常に粗大なセメントタイトが生成して何れも热延板での穴抜け性の劣化につながる。そして、これはメッキ後も受け難がれてしまうからである。

#### C) 溶融亜鉛メッキ時の热延板の処理条件

本発明においては、上記条件で製造された热延鋼板は冷間圧延されることなしに溶融亜鉛メッキされる。その際、热延鋼板は溶融亜鉛浴に通す前に(α+γ)二相域まで再加熱される。そして、この再加熱によりフェライトの細粒化とセメントタイトの微細分散により強度・穴抜けバランスが向上し、またメッキ密着性も改善される。

続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

#### (実施例)

第1表に示す化学成分組成の鋼を50kg真空溶解炉で溶製し、鋳型に鋳込んで直接的に又は熱間鍛造にて60mm厚のスラブとした。

次に、この各スラブを第2表に示す条件で热間圧延して2mm厚の热延鋼板となし、更に溶融亜鉛浴を通す前に第2表に示す温度に再加熱してから溶融亜鉛メッキ処理することによって亜鉛メッキ热延鋼板を製造した。

第2表に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件通りに製造された亜鉛メッキ热延鋼板は優れた強度・穴抜けバランスを有しているのに対して、热延仕上温度が本発明で規定する下限値から外れている試験番号6の条件では、鋼板の強度が高くなり、热延のまま並びにメッキ後の鋼板の強度・穴抜けバランス（引張強さ×穴抜け率）が悪くなっていることが分かる。

また、圧延後の冷却速度が本発明で規定する下限値から外れた試験番号7、及び巻取り温度が本発明で規定する上限値から外れた試験番号8では、粗大なセメントタイトが生じ、やはり热延のまま及

第 1 表

鋼種	化学成分(重量%)													A <sub>1</sub> 点 (°C)	A <sub>2</sub> 点 (°C)		
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Nb	V	Tl	R.E.M.	Ca	Zr	Fe及び不純物			
本発明対象鋼	A	0.10	0.05	1.47	0.03	0.002	0.025	0.0025	—	—	—	—	—	—	残	710	770
	B	0.07	0.01	0.52	0.02	0.004	0.034	0.0018	—	—	—	—	—	—	残	720	850
	C	0.15	0.01	0.18	0.02	0.003	0.018	0.0034	—	—	—	—	—	—	残	720	850
	D	0.02	0.01	0.15	0.06	0.003	0.034	0.0032	—	—	—	—	—	—	残	720	890
	E	0.06	0.83	0.47	0.02	0.002	0.035	0.0047	—	—	—	0.012	—	—	残	740	890
	F	0.06	0.11	1.72	0.02	0.003	0.030	0.0021	—	—	—	—	—	0.04	残	710	760
	G	0.04	0.12	0.83	0.03	0.003	0.022	0.0041	—	—	0.04	—	—	—	残	720	840
	H	0.06	0.27	0.11	0.01	0.002	0.044	0.0037	—	—	—	—	0.0027	—	残	730	900
	I	0.07	0.05	0.43	0.01	0.002	0.027	0.0036	0.04	0.06	—	—	—	—	残	720	860
	J	0.09	0.11	1.01	0.02	0.004	0.033	0.0022	0.03	—	—	—	—	—	残	720	750
	K	0.12	0.04	0.56	0.01	0.002	0.024	0.0046	—	0.07	—	—	—	—	残	720	830
比較例	L	*0.25	0.05	0.34	0.03	0.002	0.034	0.0025	—	—	—	—	—	—	残	720	810
	M	0.08	*1.81	0.61	0.02	0.002	0.032	0.0034	—	—	—	—	0.0035	—	残	770	910
烟	N	0.06	0.12	*2.62	0.02	0.001	0.046	0.0048	—	—	—	—	—	—	残	650	710

(注1) 「R.E.M.」はミッショメタルの形態で添加した。

(注2) \*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

第 2 表 の 1

試験番号	適用鋼種	熱間圧延条件			亜鉛浴前の追加冷却温度 (°C)	熱延のままの板版の機械的特性						メッキ後の亞鉛めっき熱延鋼版の機械的特性						
		仕上温度 (°C)	圧延後冷却速度 (°C/sec)	巻取温度 (°C)		降伏強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	降伏比 (%)	伸び (%)	穴抜け率 (%)	引張強さ × 穴抜け率 (kgf/mm <sup>2</sup> )	降伏強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	降伏比 (%)	伸び (%)	穴抜け率 (%)	引張強さ × 穴抜け率 (kgf/mm <sup>2</sup> )	
本発明例	1	A	830	67	400	750	3.7	5.0	7.4	2.8	4.9	2450	3.4	4.8	7.1	2.8	5.9	2832
	2		840	50	450		3.7	5.0	7.4	2.7	4.8	2400	3.3	4.8	6.9	2.8	5.8	2784
	3		910	42	300		3.9	5.2	7.5	2.7	4.7	2444	3.5	4.9	7.1	2.9	5.8	2842
	4		850	95	500		3.9	5.1	7.6	2.7	4.6	2346	3.5	4.9	7.1	2.9	5.9	2891
	5		850	12	400		3.7	5.1	7.3	2.5	4.7	2397	3.4	4.8	7.1	2.8	5.9	2832
比較例	6	A	*700	56	740	750	4.8	5.6	8.6	2.0	3.5	1960	4.2	5.2	8.1	2.3	4.5	2340
	7		850	* 0.5	450		3.8	4.7	8.1	2.7	4.1	1927	3.6	4.6	7.8	3.0	4.2	1932
	8		800	57	*650		3.6	4.8	7.5	2.9	3.9	1872	3.5	4.7	7.4	3.1	4.2	1974
	9		850	80	350		3.8	5.1	7.5	2.8	4.8	2448	4.0	5.6	7.1	2.6	4.2	2352
	10		75	400	*550		3.7	5.0	7.4	2.8	4.7	2350	3.7	5.0	7.4	2.8	4.7	2350

(注) \*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

第2表の2

試験番号	適用鋼種	熱間圧延条件			重鉛浴前 面での再 加熱温度 (°C)	熱延のままの鋼板の機械的特性						メッキ後の亞鉛めっき熱延鋼板の機械的特性					
		仕上 温度 (°C)	圧延後 冷却速度 (°C/sec)	卷取 温度 (°C)		降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	降伏比 (%)	伸び (%)	穴抜け 率(%)	引張強さ × 穴抜け率 (kgf/mm²)	降伏強さ (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	降伏比 (%)	伸び (%)	穴抜け 率(%)	引張強さ × 穴抜け率 (kgf/mm²)
本発明例	11 B	920	80	350	770	31	39	79	36	61	2379	28	37	76	39	76	2812
	12 C		54	450	810	32	43	74	34	52	2236	32	42	76	31	67	2814
	13 D		61	300	870	21	28	75	49	83	2324	20	27	74	51	104	2808
	14 E		16	250	780	34	44	77	32	52	2288	32	42	76	35	65	2730
	15 F	850	58	350	730	38	50	76	28	47	2350	34	47	72	32	61	2867
	16 G	900	95	450	750	44	52	85	27	44	2288	39	50	78	28	54	2700
	17 H	920	26	500	760	27	35	77	43	69	2415	25	35	71	40	83	2905
	18 I	870	54	400	780	54	61	89	23	38	2318	47	58	81	23	49	2842
	19 J	850	42		730	26	36	72	40	66	2376	25	36	69	42	77	2772
	20 K		38	450	760	53	59	90	22	42	2478	46	55	84	27	53	2915
比較例	21 L	850	67	400	750	41	54	76	26	37	1998	40	53	75	23	48	2544
	22 M	950	85	500	920	36	51	71	26	45	2295	37	49	76	28	57	2793
	23 N	830	45	350	700	43	57	75	23	38	2166	31	55	56	31	34	1870

(注) \*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

びメッキ後の鋼板の強度・穴抜けバランスが悪くなっている。

更に、溶融亜鉛浴に通す前の再加熱温度が本発明で規定する上限値から外れた試験番号9ではフェライトの粗大化により鋼板の穴抜け性が低下しており、また溶融亜鉛浴に通す前の再加熱温度が本発明で規定する下限値から外れた試験番号10では鋼板の組織変化が小さく、固溶Cの増加に伴う穴抜け性の劣化のみ生じていることが分かる。

一方、鋼板のC, Si含有量が本発明で規定する上限値を超えている試験番号21, 22で得られた亜鉛メッキ熱延鋼板はアーク溶接不良を生じることが確認された。また、鋼板のMn含有量が本発明の規定値を超えている試験番号23では、最終製品中(亜鉛メッキ熱延鋼板中)にマルテンサイトが存在し、フェライト・マルテンサイトの二相組織鋼板になっているために降伏比(YR)は低いものの強度・穴抜けバランスが悪くなることが分かる。

#### (効果の総括)

以上に説明した如く、この発明によれば、十分

な強度、メッキ密着性を有すると共に、穴抜け性を始めとする加工性に優れた亜鉛メッキ熱延鋼板を安定して生産することが可能となるなど、産業上極めて有用な効果がもたらされる。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 今井 純